

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАГРЕВА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Никитенко О.А., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М.

Руководитель – д.т.н., профессор Котцева Н.В.

ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск
olganikitenko@list.ru

Хорошо известно, что теория фазовых превращений материалов является важной и наиболее востребованной областью современного естествознания. Ее достижения и методы используются в различных отраслях науки и техники, на ее основе базируется современное материаловедение, производство новых материалов с неизвестными ранее структурой и фазовым составом. Тем не менее, современное состояние теории фазовых превращений пока нельзя признать удовлетворительным. В первую очередь это касается проблем описания явлений, связанных со структурно-фазовыми превращениями в металлах и сплавах с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Значительный интерес к последним обусловлен тем, что их конструкционные и функциональные свойства отличаются от свойств крупнозернистых (КЗ) аналогов [1-2]. Все это делает актуальным исследование процессов структурно-фазовых превращений, протекающих при нагреве углеродистой стали с исходной УМЗ структурой, сформированной в процессе больших пластических деформаций. Целью данной работы является исследование закономерностей влияния исходного УМЗ состояния на температуру и механизм фазовых превращений при нагреве стали марок 20 и 45.

Исследования проводились на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм, изготовленные из стали с исходной УМЗ структурой, (полученной при обработке методом равнокального углового прессования (РКУП), и КЗ структурой – (в горячекатаном (г/к) состоянии). Процесс РКУП реализовывал в условиях Института физики перспективных материалов ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет» на образцах из стали указанных марок диаметром 20 мм и длиной 120 мм по известной методике [3].

Определение критических точек (температур фазовых превращений) проводили с использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500. Для перевода стали в аустенитное состояние нагрев осуществляли в вакууме прямым пропусканием тока и проводили со скоростью 1 °C/с до 930 °C/с с выдержкой в течение 15 минут, и с последующим медленным (1,5 °C/с) и быстрым охлаждением (40 и 60 °C/с). Эксперименты

выполняли на модуле Pocket Jaw. Полученные данные проанализировали при помощи стандартного программного пакета Origin®. По кривым, построенным в координатах «удлинение образца – температура», определяли критические точки, фиксируя температуру начала и конца фазовых превращений, а также время, за которое превращение произошло. Для выявления качественных и количественных характеристик микроструктуры использовался оптический микроскоп Meiji Techno с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO, а также сканирующий электронный микроскоп JSM 6490 LV. Установлено, что характер дилатометрических кривых нагрева и охлаждения стали с УМЗ структурой резко отличается от дилатограмм, полученных в традиционной стали, что объясняется изменением коэффициента линейного расширения под влиянием большого количества дефектов кристаллического строения, сформированных в процессе больших пластических деформаций (рис. 1).

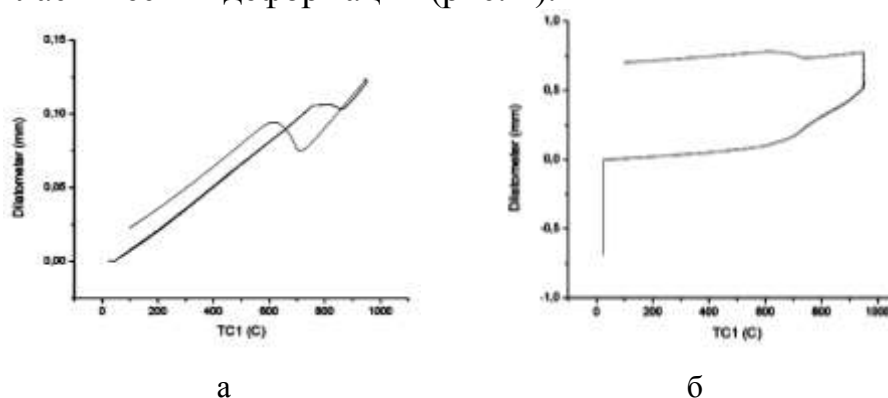


Рис. 1. Характерные дилатометрические кривые (дилатограммы) нагрева и охлаждения традиционной (а) и УМЗ (б) стали марки 20

Показано, что при нагреве стали марок 20 и 45 с различным исходным состоянием: (КЗ и УМЗ) характер фазовых превращений одинаков, однако положение критических точек превращений при нагреве УМЗ стали отличаются от критических точек превращений в г/к КЗ стали. При нагреве УМЗ стали температура A_{c1} в стали марки на 21-22° выше, а в стали марки 45 – на 90-115° ниже, чем в при нагреве КЗ стали. Это говорит о том, что в УМЗ стали марки 20 устойчивость к фазовой перекристаллизации при нагреве меньше по сравнению с КЗ сталью. Это объясняется присутствием в этой стали большого количества УМЗ ферритной составляющей, что приводит к увеличению доли дефектных областей, в которых и происходит зарождение новых фаз при фазовых превращениях. Устойчивость УМЗ стали марки 45 к фазовой перекристаллизации при нагреве в отличие от УМЗ стали марки 20 повышается, что связано с большим количеством перлита в этой стали и меньшим количеством УМЗ ферритной составляющей. Интервал

температур превращения $\Pi \rightarrow A$ при нагреве УМЗ стали обеих марок несколько увеличивается (примерно на 25°) по сравнению с КЗ сталью.

Температура конца растворения феррита в аустените A_{c3} при нагреве стали марки 20 и в КЗ, и УМЗ состояниях примерно одинакова. В стали марки 45 в УМЗ состоянии она ниже примерно на $60-80^\circ$, что связано с меньшим количеством УМЗ ферритной составляющей, менее стабильной к $\alpha \rightarrow \gamma$ превращению при нагреве. Выявлено, что на дилатограммах, полученных при нагреве УМЗ стали, появляются точки: соответствующие, очевидно, началу интенсивного перераспределения дислокаций (возврату); и концу рекристаллизации, которая в данном случае, скорее всего, происходит по типу рекристаллизация на месте.

При охлаждении стали марки 20 с УМЗ состоянием температура начала выделения феррита A_{r3} по сравнению с КЗ состоянием повышается примерно на 70° при медленном охлаждении и на 40° – при быстром охлаждении. В стали марки 45 с УМЗ структурой наблюдается обратная картина: температура начала выделения феррита A_{r3} понижается примерно на 30° по сравнению с КЗ состоянием. При охлаждении стали марки 20 с УМЗ состоянием температура начала перлитного распада аустенита A_{r1} по сравнению с КЗ состоянием также повышается примерно на 100° при медленном охлаждении и на 40° – при быстром охлаждении. В стали марки 45 с УМЗ структурой: температура A_{r1} по сравнению с КЗ состоянием понижается на 20° при медленном охлаждении и практически не меняется при быстром охлаждении. Температура конца перлитного превращения аустенита для различных исходных состояний при медленном охлаждении обеих марок стали отличается незначительно.

Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 13.G25.31.0061), программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобрнауки РФ, а также гранта в форме субсидии на поддержку научных исследований (соглашение № 14.B37.21.0068).

Список используемой литературы:

1. Получение объемных металлических нано- и субмикроструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации / Добаткин С.В., Арсенкин А.М., Попов М.А. и др. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 29-34.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
3. Никитенко О.А, Ефимова Ю.Ю., Копцева Н.В. Формирование структуры и свойств углеродистых конструкционных сталей при наноструктурировании методом равноканального углового прессования: материалы X науч.-технич. конференция молодых специалистов, инженеров и техников (международный этап) ОАО «ММК». Магнитогорск, 2010. С. 189-190.